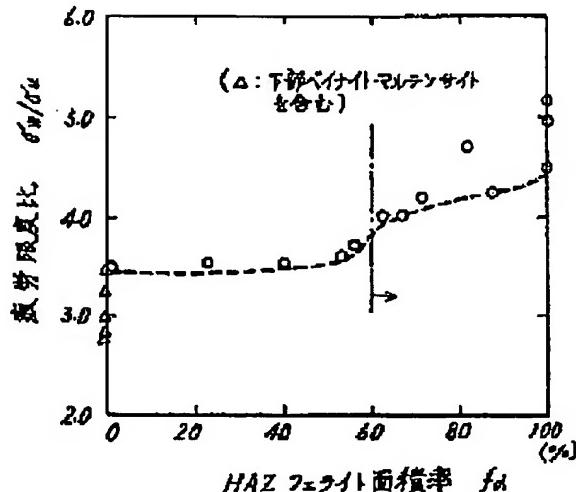


EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

cited in the European Search
Report of EP 03760884.1
Your Ref.: N& -M817-EP

PUBLICATION NUMBER : 10147839
 PUBLICATION DATE : 02-06-98
 APPLICATION DATE : 19-11-96
 APPLICATION NUMBER : 08308248
 APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;
 INVENTOR : SAITO NAOKI;
 INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/06 C22C 38/50
 TITLE : STEEL SHEET WITH HIGH FATIGUE STRENGTH IN WELD ZONE



ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a steel sheet having a high fatigue strength in a weld zone, in which the occurrence and propagation of cracks in a HAZ (weld-heat-affected zone) are restricted by controlling the microstructure of HAZ.

SOLUTION: This steel sheet has a composition which consists of, by weight, 0.015-0.10% C, 0.05-23.0% Si, 0.1-1.5% Mn, ≤0.05% P, ≤0.02% S, 0.001-0.08% Al, 0.002-0.015% N, and the balance Fe with inevitable impurities and contains, if necessary, one or ≥2 elements among Cu, Ni, Cr, Mo, Nb, V, Ti, REM, and Ca and in which the value of Ceq(f), represented by equation Ceq(f)=C-Si/57+Mn/13+(Cu+Ni)/26+Cr/5+Mo/6+V/5+Nb/1.5, is regulated to ≤0.11.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-147839

(43)公開日 平成10年(1998)6月2日

(51)Int.Cl.⁶
C 22 C 38/00
38/06
38/50

識別記号
301

F I
C 22 C 38/00
38/06
38/50

301B

審査請求 未請求 請求項の数4 ○L (全 9 頁)

(21)出願番号 特願平8-308248

(22)出願日 平成8年(1996)11月19日

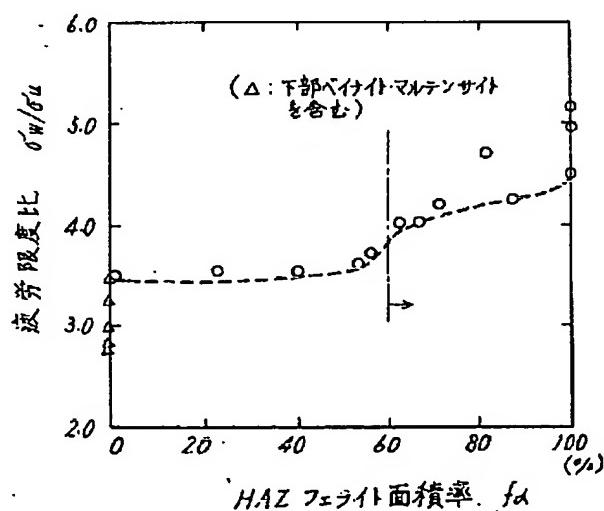
(71)出願人 000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(72)発明者 樽林 勝己
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
(72)発明者 粟飯原 周二
東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
(72)発明者 斎藤 直樹
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内
(74)代理人 弁理士 大関 和夫

(54)【発明の名称】溶接部の疲労強度が高い鋼板

(57)【要約】

【課題】 本発明は、HAZのミクロ組織制御によりHAZにおけるき裂の発生と伝播を抑制した、溶接部の疲労強度が高い鋼板を提供する。

【解決手段】 重量%で、 $0.015 \leq C \leq 0.10$ 、 $0.05 \leq Si \leq 2.0$ 、 $0.1 \leq Mn \leq 1.5$ 、 $P \leq 0.05$ 、 $S \leq 0.02$ 、 $0.001 \leq Al \leq 0.08$ 、 $0.002 \leq N \leq 0.015$ を含有し、必要に応じてCu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Ti、REM、Caの1種または2種以上を含有し、残部Feおよび不可避的不純物よりなり、下式に示す $Ceq(f)$ の値が $Ceq(f) \leq 0.11$ を満足することを特徴とする。
 $Ceq(f) = C - Si/57 + Mn/13 + (Cu + Ni)/26 + Cr/5 + Mo/6 + V/5 + Nb/1.5$



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、
 $0.015 \leq C \leq 0.10$ 、

$0.05 \leq Si \leq 2.0$ 、

$0.1 \leq Mn \leq 1.5$ 、

$P \leq 0.05$ 、

$S \leq 0.02$ 、

$0.001 \leq Al \leq 0.08$ 、

$0.002 \leq N \leq 0.015$

を含有し、残部Feおよび不可避的不純物よりなり、下式に示すCeq(f)の値が

$$C_{eq}(f) \leq 0.11$$

を満足することを特徴とする溶接部の疲労強度が高い鋼板。ただし、

$$C_{eq}(f) = C - Si / 5.7 + Mn / 1.3 + (Cu + Ni) / 2.6 + Cr / 5 + Mo / 6 + V / 5 + Nb / 1.5$$

【請求項2】 重量%で、母材強度上昇元素群の

$0.1 \leq Cu \leq 2.0$ 、

$0.1 \leq Ni \leq 2.0$ 、

$0.05 \leq Cr \leq 0.5$ 、

$0.05 \leq Mo \leq 0.5$ 、

$0.005 \leq Nb \leq 0.10$ 、

$0.005 \leq V \leq 0.10$

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1記載の溶接部の疲労強度が高い鋼板。

【請求項3】 重量%で、

$0.005 \leq Ti \leq 0.05$ 、

を含有し、さらに、 Ti/N が $2.0 \sim 3.4$ であることを特徴とする請求項1または2記載の溶接部の疲労強度が高い鋼板。

【請求項4】 重量%で、

$0.0005 \leq REM \leq 0.0050$ 、

$0.0005 \leq Ca \leq 0.0050$

の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1ないし3のいずれか1項に記載の溶接部の疲労強度が高い鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、建設機械・造船・海洋構造物・橋梁、さらには自動車などの溶接構造物で、長い疲労寿命が要求される構造部材に使用され、溶接部から発生する疲労破壊のくり返し寿命が長い鋼板に関するものである。特に鋼板として、厚鋼板、中板、薄板(熱延、冷延鋼板)を対象とする。

【0002】

【従来の技術】環境保全に対する要求の高まり、人命の尊重により、構造物は従来にも増した信頼性が要求されるようになってきている。過酷な条件で使用される大型の溶接構造物では疲労破壊、脆性破壊、延性破壊などの

破壊が生じる可能性があるが、このなかでも疲労破壊は低いくり返し応力が作用することにより生じる破壊であり、最も頻繁に発生しやすいものである。疲労寿命を長くするための対策として、現状では部材に生じる負荷応力が高くならないように板厚を厚くするなどの設計的な配慮によるところが大きく、その結果、構造物の軽量化が進まないなどの問題点が指摘されている。

【0003】これまでに、疲労強度向上に関する技術が多数公開されているが、そのほとんどは母材に関するものであり、本発明が対象とする溶接部の疲労強度向上を目的としたものは少ない。また、薄鋼板で広く用いられるスポット溶接は応力集中・残留応力など応力状態が突き合わせ溶接のそれとは非常に異なるために、本発明が対象とする鋼板突き合わせ溶接部の疲労強度向上には適用できない。

【0004】特開昭57-108241号公報には、ベイナイト面積率5~70%、マルテンサイト面積率1~30%とすることで伸びフランジ性と疲労強度向上が図れることが記載されている。また、特許第1610808号明細書には、熱延鋼板の冷却速度と巻き取り温度を限定することによりベイナイトの面積率を5~60%とし、疲労強度を向上できることが記載されている。

【0005】また、特開平4-24418号公報には、フェライト・ベイナイト・マルテンサイトの3相混合組織でベイナイトの面積率を5~60%、マルテンサイト面積率を1~15%とすることで伸びフランジ性と疲労強度向上が図れることが記載されている。また、厚鋼板の疲労強度を向上させるものとしては、特開平3-315648号公報に、オーステナイト・フェライト2相域で圧延を行うことにより、アスペクト比が4以上で、短径が $10\mu m$ 以下のフェライトを生成させ、疲労き裂の成長に伴って板面に平行なセパレーションを生ぜしめ、疲労き裂の伝播を抑制する技術が記載されている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】これらのうち、特開昭57-108241号公報記載のものは、ベイナイトとマルテンサイトの面積率を特定範囲に限定することにより疲労強度を向上させるものであるが、これは薄鋼板母材の疲労強度向上に関するものであり、本発明が対象とする溶接部では残留応力が生じているなど応力条件が全く異なるために、これを適用できない。

【0007】特許第1610808号明細書記載のものは、母材の組織を制御することにより疲労強度向上を図るものであり、鋼板溶接部の疲労強度向上には効果が限られる。特開平4-24418号公報が対象とするのは、主に伸びフランジ性向上を目的としたものであり、疲労強度に関しては応力集中の低いフラッシュバット溶接部の硬さ低下を抑制することにより疲労強度向上を図るものであり、応力集中が高い溶接部の疲労強度向上には効果を期待できない。

【0008】特開平3-315648号公報記載のものは、疲労き裂の伝播を板面に平行なセバレーションを生成させることにより疲労き裂の伝播を抑制しようとするものであり、本発明のような溶接部の疲労き裂発生を抑制する効果は全くなく、溶接部から発生したき裂が母材部に突入した後に効果を発揮するだけであり、溶接部の疲労強度向上には限度がある。

【0009】本発明は、鋼板溶接部の疲労強度を向上することを目的とするものである。疲労き裂は最も応力集中の厳しい溶接部、特に、溶接熱影響部（以下、HAZと称する）から発生する。発生したき裂は HAZ 内を伝播し、母材に突入し伝播する。従って、溶接部の疲労強度を向上させるためには、HAZにおけるき裂発生・伝播と母材部におけるき裂伝播のうち、少なくともどちらか一方を制御することが必要である。本発明は、HAZ の組織制御によりき裂の発生と伝播を抑制し、溶接部材の疲労強度向上を図るものである。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、溶接部の疲労き裂発生と伝播の形態をミクロ的に詳細に観察した結果、溶接部の疲労強度を向上させるためには、HAZ における疲労き裂発生と伝播の抑制によって溶接部の疲労強度を向上できることを見出した。すなわち、HAZ におけるき裂発生・伝播の抑制には HAZ のフェライト面積率を高くすることが効果的であることを新たに知見した。本発明の要旨とするところは、下記のとおりである。

【0011】(1) 重量%で、

0.015 ≤ C ≤ 0.10,
0.05 ≤ Si ≤ 2.0,
0.1 ≤ Mn ≤ 1.5,
P ≤ 0.05,
S ≤ 0.02,
0.001 ≤ Al ≤ 0.08,
0.002 ≤ N ≤ 0.015

を含有し、残部 Fe および不可避的不純物よりなり、下式に示す Ceq(f) の値が

$$Ce_{eq}(f) \leq 0.11$$

を満足することを特徴とする溶接部の疲労強度が高い鋼板。

【0012】ただし、

$$Ce_{eq}(f) = C - Si / 5.7 + Mn / 1.3 + (Cu + Ni) / 2.6 + Cr / 5 + Mo / 6 + V / 5 + Nb / 1.5$$

(2) 重量%で、母材強度上昇元素群の

0.1 ≤ Cu ≤ 2.0,
0.1 ≤ Ni ≤ 2.0,
0.05 ≤ Cr ≤ 0.5,
0.05 ≤ Mo ≤ 0.5,
0.005 ≤ Nb ≤ 0.10,

$$0.005 \leq V \leq 0.10$$

の1種または2種以上を含有することを特徴とする前項
(1) 記載の溶接部の疲労強度が高い鋼板。

【0013】(3) 重量%で、

0.005 ≤ Ti ≤ 0.05
を含有し、さらに、Ti/Nが2.0～3.4であることを特徴とする前項(1)または(2)記載の溶接部の疲労強度が高い鋼板。

(4) 重量%で、

0.0005 ≤ REM ≤ 0.0050,
0.0005 ≤ Ca ≤ 0.0050

の1種または2種を含有することを特徴とする前項

(1) ないし(3)のいずれか1項に記載の溶接部の疲労強度が高い鋼板。

【0014】

【作用】疲労破壊はき裂の発生と伝播から構成される。き裂発生寿命とき裂伝播寿命の合計が疲労破壊に至る全寿命となる。溶接部においてはき裂発生は最も応力集中が厳しい溶接止端部に一致する HAZ から発生する場合が多い。発生したき裂は HAZ 内を伝播した後に母材部へ突入し、さらに伝播を継続し、最終的に部材の破断に至る。溶接部の疲労破壊寿命を向上させるためには、HAZ 内のき裂発生・伝播と母材における伝播のうち、少なくともどちらか一方を抑制することが必要である。

【0015】本発明者らは、まず、HAZ の疲労強度に及ぼす組織の効果について系統的な実験を実施し、極めて有効な知見を得た。すなわち、HAZ の組織を熱サイクル再現装置で再現した試験片を疲労試験に供し、HAZ 組織の影響を調査したところ、高温変態組織ほど疲労限応力と引張強さの比（以下、疲労限度比と称する）が向上することを知見した。図1にその試験結果を示す。

【0016】合金元素含有量を変化させた各種の鋼に最高加熱温度が 1400°C の溶接再現熱サイクルを与え、この再現 HAZ 材より応力集中係数が 2.6 の切欠きを有する 3 点曲げ試験片を加工し、疲労試験に供した。横軸に再現 HAZ 材のフェライト組織分率をとり、縦軸に疲労限度比をとってプロットした。HAZ 組織中のフェライト分率を高くすることにより疲労き裂の発生と伝播を抑制できることが明らかとなった。一般的な溶接構造用軟鋼および高張力鋼では入熱が 1.0～2.0 kJ/mm 程度の低入熱溶接を行うと、HAZ はベイナイトとマルテンサイト主体の組織となる。従って、HAZ 内の疲労き裂発生と伝播の観点からは好ましくない組織となる。これに対して、HAZ のフェライト組織面積率を 60% 以上にすると HAZ の疲労限度比が高くなり、これに伴って疲労寿命も長くなる。

【0017】HAZ のフェライト組織分率が高いほど疲労限度比が高くなる理由は必ずしも明確でないが、軟らかい組織ほどき裂閉口が顕著となり、ミクロき裂伝播が遅延すること、逆に転位密度が高いベイナイト・マルテ

ンサイト組織では、くり返し変形により転位再配列が生じ、転位強化が無効化されるために疲労限度比が低くなるためと考えられる。

【0018】本発明者らは、さらに鋼材化学成分とHAZ組織の関係を詳細に検討した結果、図2に示す結果を得た。すなわち、下式で表わされる炭素当量式でHAZのフェライト面積率を表わすことができる。

$$Ce_{eq}(f) = C - Si/5.7 + Mn/1.3 + (Cu + Ni)/2.6 + Cr/5 + Mo/6 + V/5 + Nb/1.5$$

ここで、溶接入熱は1.7kJ/mmとし、溶接融合線(以下FLと称する)近傍の粗粒域HAZの組織を200倍の光学顕微鏡で観察してフェライト組織の面積率を求めた。図2から明らかなように、 $Ce_{eq}(f)$ を0.11以下とすることによりHAZのフェライト面積率を60%以上とすることができる。

【0019】以上のような新知見に基づき、本発明は構成された。上記の知見を実現するために、以下に説明するような限定が必要である。Cは母材の強度上昇に効果がある。0.015%未満では鋼板としての強度を確保できないので、Cの下限を0.015%とした。一方、0.10%を超えて含有すると、Ar₃変態温度が著しく低下して圧延温度が低下し、圧延荷重が上昇するために圧延が極めて困難となり、さらに、パーライト分率が増加して疲労き裂伝播抑制効果が低下し、また韌性低下も著しくなる。従って、Cの上限値を0.10%とした。

【0020】Siは母材強度上昇に効果があるだけでなく、脱酸元素として重要な元素である。0.05%未満では強度上昇が得られないし、脱酸が弱く、介在物を増やし、これが疲労破壊の起点となりやすくなる。従って、Siの下限値を0.05%とした。さらに、Siは変態温度を上昇させてHAZのフェライト組織分率を上昇させる。0.05%未満ではこの効果が顕著でない。母材強度上昇とHAZフェライト分率上昇のためにはSi含有量を高くすることが望ましいが、2.0%を超えて含有すると韌性低下が著しくなる。従って、Siの上限値を2.0%、好ましくは1.0%とした。

【0021】Mnは母材の強度を上昇させる効果を有する。0.1%未満では強度上昇効果が得られないので、Mnの下限値を0.1%とした。逆に、1.5%超含有すると、Ar₃変態温度が低下しすぎて圧延が困難となり、加えて韌性低下が著しくなるので、Mnの上限値を1.5%とした。Pは不純物元素で粒界破壊を生じやすくするため、低いほうが好ましい。0.05%超含有すると粒界破壊による韌性低下が顕著となるので、Pの上限値を0.05%とした。

【0022】SはMnSを生成して延性、特に、板厚方向の伸びを低下させる上に、疲労破壊の起点となって疲労強度のバラツキを大きくするので、低いほうが好まし

い。0.02%超含有するとこの影響が顕著となるので、Sの上限値を0.02%とした。A1は脱酸元素として用いられる。脱酸元素として他の元素を用いた場合にも、A1は通常0.001%以上含有されるため、その下限値を0.001%とした。また、0.08%超添加すると、A1酸化物や塗化物が多量に生成して、溶接部の韌性を劣化させるため、A1の上限値を0.08%とした。

【0023】Nは鋼中に不純物として含有されるが、Tiを添加することによりTiNを生成する。その効果はTiの欄で詳述する。Nは不純物としては最低でも0.002%含有されるため、下限値を0.002%とした。逆に、0.015%超含有すると、フェライト中に固溶して韌性低下を来すので、Nの上限値を0.015%とした。

【0024】選択的に含有するCu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Ti、REM、Caは、以下の理由で含有量を制限する。Cuは固溶強化と焼き入れ性增加で母材強度上昇に効果を示す元素である。0.1%未満ではこの効果が顕著でないので、Cuの下限値を0.1%とした。逆に、2.0%超添加すると、Ar₃変態温度が低下しすぎて圧延が困難となり、加えて韌性低下が著しくなるので、Cuの上限値を2.0%とした。

【0025】Niは焼き入れ性增加で母材強度を上昇させるとともに韌性向上に効果を示す。0.1%未満ではこの効果が顕著でないので、Niの下限値を0.1%とした。逆に、2.0%超添加すると、Ar₃変態温度が低下しすぎて圧延が困難となるので、Niの上限値を2.0%とした。Crは焼き入れ性增加で母材強度を上昇させる効果を示す。0.05%未満ではこの効果が顕著でないので、Crの下限値を0.05%とした。逆に、0.5%超添加すると、Ar₃変態温度が低下しすぎて圧延が困難となり、加えて韌性低下が著しくなるので、Crの上限値を0.5%とした。

【0026】Moは焼き入れ性增加で母材強度を上昇させる効果を示す。0.05%未満ではこの効果が顕著でないので、Moの下限値を0.05%とした。逆に、0.5%超添加すると、高温の変形抵抗が上昇して圧延が困難となり、加えて韌性低下が著しくなるので、Moの上限値を0.5%とした。Nbは焼き入れ性增加と析出硬化により母材強度を上昇させる効果を示す。0.005%未満ではこの効果が顕著でないので、Nbの下限値を0.005%とした。逆に、0.10%超含有すると、析出物を多量に生成して韌性を著しく低下させるので、Nbの上限値を0.10%とした。

【0027】Vは焼き入れ性增加と析出硬化により母材強度を上昇させる効果を示す。0.005%未満ではこの効果が顕著でないので、Vの下限値を0.005%とした。逆に、0.10%超含有すると、析出物を多量に生成して韌性を著しく低下させるので、Vの上限値を

0.10%とした。TiはAlが少ない場合に、脱酸元素として働くだけでなく、TiNを生成し、これが圧延に先立つスラブ加熱においてオーステナイト粒成長を抑制し、圧延後のフェライト粒微細化に効果がある。0.005%未満ではこの効果が顕著でないので、Tiの下限値を0.005%とした。逆に、0.05%超含有すると、析出物を多量に生成して韧性を著しく低下させるので、Tiの上限値を0.05%とした。

【0028】また、Ti/N比は、2.0~3.4の範囲とする必要がある。2.0未満ではN過剰でフェライト中のN量が増加し、逆に、3.4超ではTi過剰でTi炭化物生成量が増加する。従って、この範囲外では韧性低下が顕著となる。REMはSを固定してMnS生成を抑制し、延性向上と疲労強度バラツキ低下に効果を有する。REMとしてはランタノイド系、アクチノイド系とともに同様な効果を有するが、代表的なものはランタノイド系のLa、Ceである。0.0005%未満ではこの効果が顕著でないので、REMの下限値を0.0005%とした。逆に、0.0050%超では粗大なREM酸化物・硫化物を生成して延性を低下し、さらに疲労き裂の起点となって疲労強度のバラツキを増やす。従って、REMの上限値を0.0050%とした。

【0029】CaはREMと同様にSを固定してMnS生成を抑制し、延性向上と疲労強度バラツキ低下に効果を有する。0.0005%未満ではこの効果が顕著でないので、Caの下限値を0.0005%とした。逆に、0.0050%超では粗大なCa酸化物・硫化物を生成して延性を低下し、さらに疲労き裂の起点となって疲労強度のバラツキを増やす。従って、Caの上限値を0.0050%とした。

【0030】上記各成分を限定した上で、下式で示されるCe_{eq}(f)の値を0.11以下とする必要がある。
 $C_{eq}(f) = C - Si/5.7 + Mn/1.3 + (Cu + Ni)/2.6 + Cr/5 + Mo/6 + V/5 + Nb/1.5$

この範囲でHAZのフェライト面積率が60%以上となり、HAZの疲労き裂発生・伝播の抑制効果が顕著となるためである。

【0031】上に述べたHAZの組織制御による溶接部の疲労寿命向上の効果は、溶接部において特に顕著である。

【0032】

【発明の実施の形態】

【0033】

【実施例】以下に、本発明の実施例を述べる。工場の転炉により鋼を溶製し、連続鋳造により240mm厚のスラブに鋳造した。表1、表2(表1のつづき-1)、表3(表1のつづき-2)に発明鋼および比較鋼の化学成分、Ce_{eq}(f)およびTi/Nの比を示す。このような成分を有するスラブを960~1150°Cの範囲で加熱し、板厚15~25mmに熱間圧延を行うことにより鋼板を製造した。表4、表5(表4のつづき-1)、表6(表4のつづき-2)に母材の引張特性、シャルピー衝撃特性を示す。さらに、入熱が1.7kJ/mmの炭酸ガス溶接でT字隅肉溶接継手を作成し、FL近傍HAZのフェライト分率を測定した。その結果を表5に示す。HAZフェライト分率は本発明範囲内の化学成分を有する発明鋼1~16で60%以上となっていた。

【0034】さらに、この溶接継手から図3に示す疲労試験片を作成し、疲労試験に供した。溶接止端部位置における曲げ応力範囲が25kgf/mm²における試験片破断寿命を測定し、これと止端部から10mm離れた位置に歪みゲージを貼付し、歪みゲージ出力が初期値から5%低下した時点をき裂発生寿命と定義した値を測定して、この破断寿命からき裂発生寿命を差し引いたものをき裂伝播寿命とした。なお、この定義によるき裂発生寿命は、大略、HAZ内のき裂発生と伝播に対応し、き裂伝播寿命はき裂が母材に突入した後の伝播に対応する。

【0035】発明鋼1~16ではき裂発生寿命が長くなかったことにより破断寿命が長くなっている。しかも、疲労限が高いことが確認された。

【0036】

【表1】

(重量%)

番号	分類	C	S i	M n	P	S	C u
1	発明鋼	0.03	0.42	0.88	0.008	0.003	0
2	"	0.05	0.62	0.75	0.010	0.005	0
3	"	0.06	1.24	0.80	0.009	0.003	0
4	"	0.02	0.77	0.75	0.004	0.002	0
5	"	0.08	0.39	0.45	0.002	0.001	0
6	"	0.02	0.44	0.69	0.005	0.003	0.81
7	"	0.05	1.09	0.68	0.009	0.003	0
8	"	0.03	1.11	0.66	0.004	0.001	0
9	"	0.02	0.55	0.88	0.007	0.002	0
10	"	0.04	0.65	0.89	0.011	0.005	0
11	"	0.04	0.59	0.87	0.006	0.003	0
12	"	0.02	0.49	0.56	0.004	0.002	0.35
13	"	0.03	0.39	0.48	0.006	0.003	0
14	"	0.02	0.33	0.51	0.003	0.001	0
15	"	0.02	0.41	0.37	0.004	0.002	0.33
16	"	0.02	0.55	0.44	0.003	0.001	0.29
17	比較鋼	0.15	0.37	0.86	0.013	0.004	0
18	"	0.12	0.35	1.22	0.006	0.002	0
19	"	0.09	0.11	1.44	0.005	0.002	0.31

【0037】

【表2】

(表1のつづき-1)

【0038】

【表3】

(重量%)

番号	N i	C r	M o	N b	V	T i
1	0	0	0	0	0	0
2	0	0	0	0	0	0
3	0	0	0	0	0	0.011
4	0	0	0	0	0	0
5	0	0	0	0	0	0
6	0	0	0	0	0	0
7	0.48	0	0	0	0	0
8	0	0.24	0	0	0	0
9	0	0	0.15	0	0	0
10	0	0	0	0.012	0	0.009
11	0	0	0	0	0.031	0
12	0.77	0	0	0	0	0.008
13	0	0.11	0.08	0	0.040	0
14	0.34	0.09	0.07	0	0.040	0
15	0.35	0.08	0.06	0	0.031	0.006
16	0.33	0.06	0.05	0.019	0.032	0
17	0	0	0	0	0	0
18	0	0	0	0.019	0	0.011
19	0.45	0	0	0.011	0	0.009

(表1のつづき-2) (重量%)

番号	A 1	N	R E M	C a	Ceq(f)	T i / N
1	0.020	0.0024	0	0	0.090	-
2	0.033	0.0033	0	0	0.097	-
3	0.035	0.0051	0	0	0.100	2.16
4	0.029	0.0039	0	0	0.064	-
5	0.033	0.0031	0	0	0.108	-
6	0.031	0.0045	0	0	0.097	-
7	0.022	0.0020	0	0	0.102	-
8	0.028	0.0031	0.0020	0	0.109	-
9	0.032	0.0038	0	0.0015	0.103	-
10	0.001	0.0030	0	0	0.105	3.00
11	0.037	0.0044	0	0	0.103	-
12	0.029	0.0028	0	0	0.098	2.86
13	0.033	0.0035	0	0	0.103	-
14	0.038	0.0041	0.0008	0.0019	0.104	-
15	0.021	0.0022	0	0	0.100	2.73
16	0.078	0.011	0	0	0.107	-
17	0.037	0.0041	0	0	0.210	-
18	0.033	0.0039	0	0	0.220	2.82
19	0.032	0.0033	0	0	0.235	2.73

[0039]

【表4】

番号	分類	降伏点 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)
1	発明鋼	30.5	39.4	35
2	"	38.5	45.3	32
3	"	40.3	47.3	29
4	"	36.5	43.5	33
5	"	40.1	47.1	29
6	"	36.2	50.2	27
7	"	40.3	47.1	29
8	"	39.7	46.5	32
9	"	40.6	47.5	28
10	"	39.6	46.4	31
11	"	39.7	46.6	30
12	"	40.1	46.9	28
13	"	40.8	47.4	28
14	"	40.9	47.6	27
15	"	40.2	46.7	28
16	"	41.1	47.9	28
17	比較鋼	29.5	46.5	30
18	"	42.0	55.0	28
19	"	47.2	59.7	29

[0040]

【表5】

(表4のつづき-1)

番号	シャルビー吸収エネルギー (0°C) (kgf-mm)	HAZフェライト分率 (%)	き裂発生寿命 (×1万回)
1	17.9	88	74.5
2	16.1	76	69.9
3	15.7	72	48.4
4	17.8	95	57.0
5	13.9	62	56.2
6	15.0	70	53.8
7	15.7	67	62.3
8	16.3	62	32.1
9	15.9	69	35.6
10	16.5	65	40.3
11	16.6	75	75.0
12	16.1	80	33.1
13	15.7	76	40.2
14	15.9	77	35.8
15	16.2	78	35.6
16	15.2	67	34.5
17	15.5	4	19.6
18	>30.0	2	16.6
19	>30.0	0	18.7

【0041】

【表6】

(表4のつづき-2)

番号	き裂伝播寿命 (×1万回)	破断寿命 (×1万回)	疲労限 (kgf/mm²)
1	8.7	83.2	24.5
2	7.1	77.0	23.5
3	6.8	55.2	23.5
4	7.8	65.4	24.0
5	6.3	62.5	23.5
6	8.9	62.7	23.5
7	8.3	70.6	24.0
8	9.1	41.2	23.0
9	7.9	43.5	23.5
10	8.4	48.7	23.5
11	9.2	84.2	24.5
12	8.6	41.7	23.5
13	8.4	48.6	23.5
14	7.7	43.5	23.5
15	6.4	42.0	23.5
16	9.5	44.0	23.5
17	6.6	26.2	19.0
18	6.0	22.6	19.5
19	5.7	24.4	19.0

【0042】

【発明の効果】以上説明したように、本発明鋼では溶接継手のHAZのき裂発生寿命が長いために、破断に至る寿命が従来鋼に比べて長く、溶接継手の疲労強度を高めることが可能となった。本発明鋼を用いれば、疲労破壊に対する溶接構造物の信頼性を向上できるだけでなく、疲労寿命を短くすることなく、板厚を薄くして設計応力を高くすることが可能であり、構造物の軽量化も可能となる。従って、本発明は工業上極めて効果が大きい。

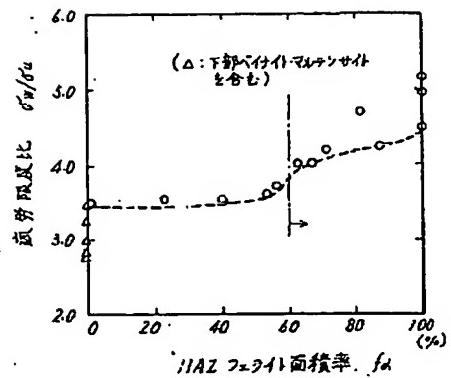
【図面の簡単な説明】

【図1】疲労限度比に及ぼすHAZのフェライト組織分率の影響を示す図である。

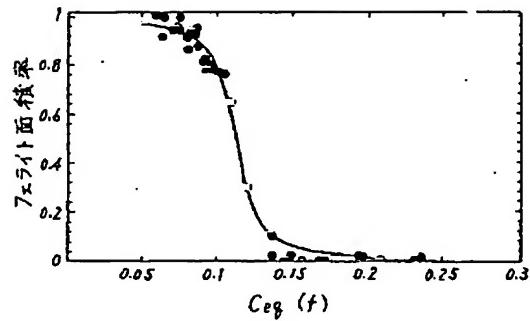
【図2】HAZのフェライト分率と炭素当量値の関係を示す図である。

【図3】T字隅内溶接継手の形状を示す図である。

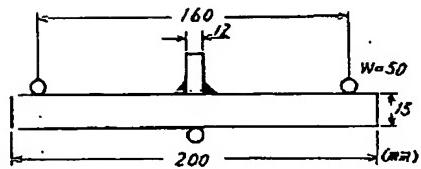
【図1】



【図2】



【図3】



THIS PAGE BLANK (USPTO)